

УДК 539. 213. 612. 17. 533  
DOI 10.17073/1997-308X-2015-1-38-48

## Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинных двигателей

### Обзор

© 2015 г. **В.А. Шулов, А.Н. Громов, Д.А. Теряев, В. И. Энгелько**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (МАИ)

ОАО «Московское машиностроительное предприятие им. В.В. Чернышева» (ММП)

Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова, г. Санкт-Петербург

*Статья поступила в редакцию 20.05.14 г., доработана 30.01.15 г., подписана в печать 02.02.15 г.*

**Шулов В.А.** – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры технологии производства двигателей летательных аппаратов МАИ (125993, г. Москва, А-80, ГСП-3, Волоколамское шоссе, 4). Тел.: (499) 158-44-24. E-mail: shulovva@mail.ru.

**Громов А.Н.** – техн. директор ОАО «ММП им. В.В. Чернышева» (125362, г. Москва, ул. Вишневая, 7). Тел.: (495) 491-56-22. E-mail: zavod@avia500.ru.

**Теряев Д.А.** – канд. техн. наук, ассистент той же кафедры МАИ. Тел.: (499) 158-44-24. E-mail: teryaev@mail.ru.

**Энгелько В.И.** – зам. ген. директора НИИ электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова (189631, г. Санкт-Петербург, Металлострой, дорога на Металлострой, 1). Тел.: (812) 462-78-45. E-mail: engelko@niiefa.spb.ru.

Проанализированы экспериментальные данные о влиянии облучения сильноточными импульсными электронными пучками (СИЭП) на физико-химическое состояние поверхностных слоев и эксплуатационные свойства лопаток газотурбинных двигателей из жаропрочных материалов. Показано, что СИЭП микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для модифицирования поверхности лопаток турбины и компрессора, обеспечивающим проведение высокоскоростной термообработки (закалки), перекристаллизации материала в поверхностных слоях 20–30 мкм, очистки и выравнивания поверхности. Эти процессы обуславливают увеличение усталостной прочности лопаток (на 10–30 %), жаростойкости (в 2–3 раза), сопротивления солевой коррозии (до 6 раз).

**Ключевые слова:** электронно-пучковая обработка, лопатки компрессора и турбины, сканирующая электронная микроскопия, эксплуатационные свойства.

The experimental data on the influence of irradiation by heavy-current pulsed beams (HPEBs) on physicochemical state of surface layers and operational properties of gas-turbine engines made of heat-resistant materials are analyzed. It is shown that the HPEB of the microsecond duration is a highly efficient tool for modifying the surface of blades of the turbine and compressor, which provides the performance of high-speed thermal treatment (quenching), material recrystallization in surface layers of 20–30 μm, and surface cleaning and smoothing. These processes cause an increase in fatigue strength of blades (by 10–30 %), heat resistance (by a factor of 2–3), and resistance against salt corrosion (up to sixfold).

**Keywords:** electron-beam treatment, compressor and turbine blades, scanning electron microscopy, service properties.

### Введение

Разработка и внедрение новых технологий для повышения долговечности и надежности лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) являются одной из важнейших проблем авиационного двигателестроения [1]. Именно турбинные и компрессорные лопатки, изготавливаемые из жаропрочных никелевых сплавов и сталей, как наиболее нагруженные компоненты двигателя определяют ресурс и надежность эксплуатации

всего изделия. Электронно-лучевая обработка может быть отнесена к наиболее прогрессивным методам модификации поверхности различных деталей. Использование широкоапертурных электронных пучков позволяет осуществлять модифицирование химического и фазового составов тонких поверхностных слоев, а также изменять морфологию поверхности и структуру приповерхностных областей [2]. В процессе об-

работки меняется шероховатость поверхности, происходят оплавление и удаление материала поверхностных слоев за счет испарения, сублимации, абляции и плазмообразования [3].

В этой связи цель настоящей публикации — критический анализ результатов исследований, посвященных разработке основ технологических процессов модифицирования поверхности лопаток компрессора и турбины из жаропрочных сплавов с применением сильнооточного импульсного электронного пучка (СИЭП), формируемого в ускорителе «Геза-ММП» [4, 5].

## Материалы и методы исследования

В качестве объектов исследования использовались лопатки турбины двигателя РД-33 и образцы из сплава ЖС26НК (мас. %: основа — Ni; 1,0 Ti; 5,6 Cr; 6,2 Al; 1,4 Mo; 10,0 Co; 1,2 V; 1,4 Nb; 12,5 W; 0,18 C; < 0,1 O, N; < 0,02 H; < 0,015 B; термообработка образцов и лопаток: отжиг при  $t = 1250$  °C в вакууме в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 50—60 град/мин, стабилизирующий отжиг при  $t = 1000$  °C в вакууме длительностью 2 ч) с покрытием СДП-2 (мас. %: основа — Ni; 18—22 Cr 11,0—13,5 Al; 0,3—0,6 Y) толщиной 60 мкм, нанесенным на установке МАП-1 по методике ВИАМ (г. Москва) [6].

Кроме того, были исследованы лопатки компрессора двигателя РД-33 из стали ЭП866Ш ферритного класса с карбидным упрочнением (15X16K5H2MBФAB-ш по ТУ14-1-2756-79), химический состав (мас. %) и режимы термообработки которых были следующие: основа — Fe; 1,7 Ni; 0,13 C; 15 Cr; 1,35 Mo; 4,5 Co; 0,6 Mn; 0,18 V; 0,2 Nb; 0,6 Si; 0,03 N; 0,02 S; 0,03 P; 0,65 W; закалка в струе аргона от 1100 °C; отпуск при  $t = 700$  °C в течение 2,5 ч; отпуск при  $t = 650$  °C, 2,5 ч. Технологический процесс изготовления лопаток компрессора из этой стали хорошо освоен в ОАО «ММП им. В.В. Чернышева» (г. Москва) и включает 50 операций, основными из которых являются штамповка, фрезерование, вальцевание, шлифование, полирование, термообработка, виброшлифование и виброглянцевание. Выпускаемые по данной технологии лопатки полностью удовлетворяют требованиям разработчика и обеспечи-



Рис. 1. Внешний вид установки «Геза-ММП»

вают ресурс их эксплуатации в составе двигателя РД-33 в течение более 1000 ч при температурах до 600 °C.

Часть лопаток до облучения разрезали на электроэрозионном станке и исследовали методами электронной Оже-спектроскопии (ЭОС), сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и оптической металлографии. Кроме этого, измеряли микротвердость ( $H_{\mu}$ ) и шероховатость ( $R_a$ ).

Обработку лопаток СИЭП проводили на ускорителе «Геза-ММП» (энергия электронов  $E = 115 \div 125$  кэВ; длительность импульса  $\tau = 20 \div 80$  мкс; плотность энергии в пучке  $w = 15 \div 90$  Дж/см<sup>2</sup>; площадь поперечного сечения пучка 50—100 см<sup>2</sup>; неоднородность плотности энергии по сечению пучка — не более 10 %), внешний вид которого представлен на рис. 1.

Лопатки после облучения также разрезали, а из полученных образцов-свидетелей изготавливали поперечные шлифы, после чего изучали их вышеуказанными методами и определяли толщину и структуру модифицированного слоя в зависимости от плотности энергии и числа импульсов. После облучения мишени подвергали вакуумному отжигу (при  $t = 1250$  °C — ЖС26НК и 650 °C — ЭП866Ш в течение 2 ч) для снятия остаточных напряжений и стабилизации структурно-фазового состояния, и весь цикл исследований повторяли. Далее были проведены сравнительные усталостные и коррозионные испытания серийных лопаток, а также лопаток, подвергнутых обработке СИЭП.

## Результаты исследования и их обсуждение

### Изучение лопаток и образцов из сплава ЖС26НК

Хорошо известно [7], что главным технологическим параметром при проведении процесса облучения СИЭП является плотность энергии ( $w$ ) в импульсе. С ее ростом в приповерхностных слоях мишеней из жаропрочных никелевых сплавов протекают следующие процессы [7]: испарение органических примесных компонентов, испарение и плавление материала поверхностного слоя, кратерообразование и трещинообразование, плазмообразование и абляция. Эти процессы определяют физико-химическое состояние материала в поверхностном слое облучаемых мишеней, что приводит, в конечном счете, к модификации их свойств.

Влияние режимов облучения на физико-химическое состояние поверхностных слоев лопаток и образцов из жаропрочных никелевых сплавов проиллюстрировано в работах [7–9] и на рис. 2–4. Из приведенных в [7–9] данных можно заключить, что перераспределение химических элементов в перекристаллизованном слое при облучении с низкими плотностями энергии («режим плавления» —  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup>) осуществляется строго в соответствии с величинами коэффициентов распределения примесей согласно основным положениям теории направленной кристаллизации: примесь с коэффициентом распределения  $K_0 < 1$  оттесняется фронтом кристаллизации к поверхности (хром, углерод, алюминий, кислород), в то время как компоненты с  $K_0 > 1$  (молибден, вольфрам, иттрий) должны концентрироваться в зоне границы раздела «перекристаллизованный материал — матричный сплав». Такие же элементы, как железо и кобальт, имеющие коэффициенты распределения, близкие к единице, распределяются достаточно однородно по толщине перекристаллизованного слоя. Этот процесс обычно проявляется при небольших скоростях кристаллизации (несколько см/мин). При обработке СИЭП мы имеем дело с очень высокими скоростями охлаждения ( $\sim 10^7$  К/с) и, соответственно, кристаллизации. Для правильной интерпретации зафиксированных в [7–9] методом ЭОС данных необходимо учитывать, что при обычных

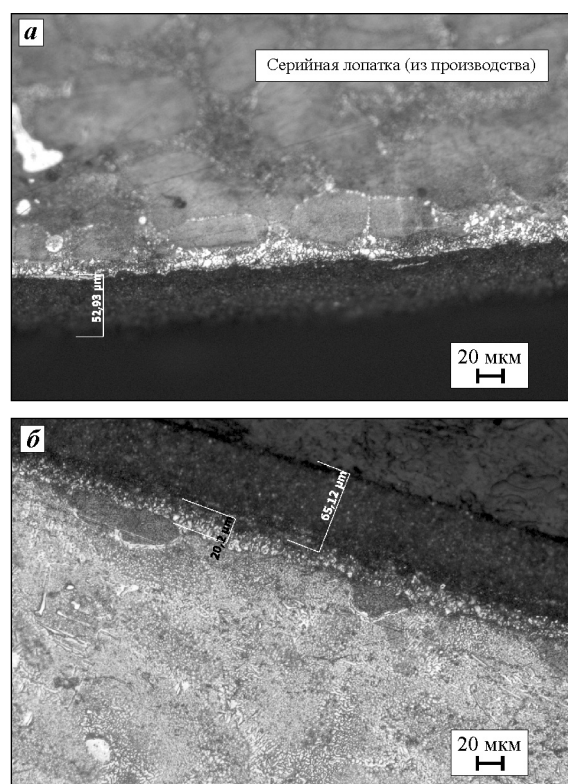


Рис. 2. Микроструктура в поверхностном слое серийных лопаток из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным NiCrAlY-покрытием до (а) и после (б) облучения СИЭП ( $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 40$  мкс) и вакуумного отжига (1250 °С, 2 ч)

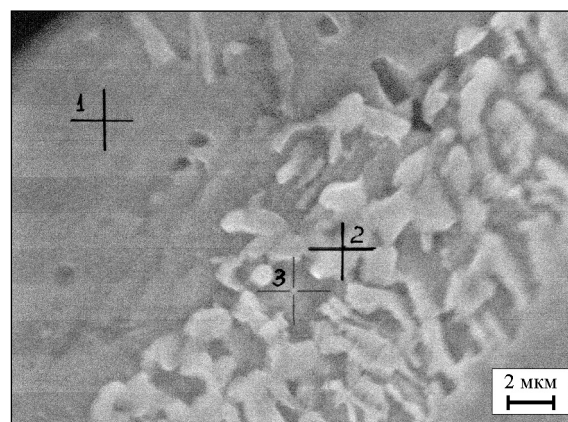
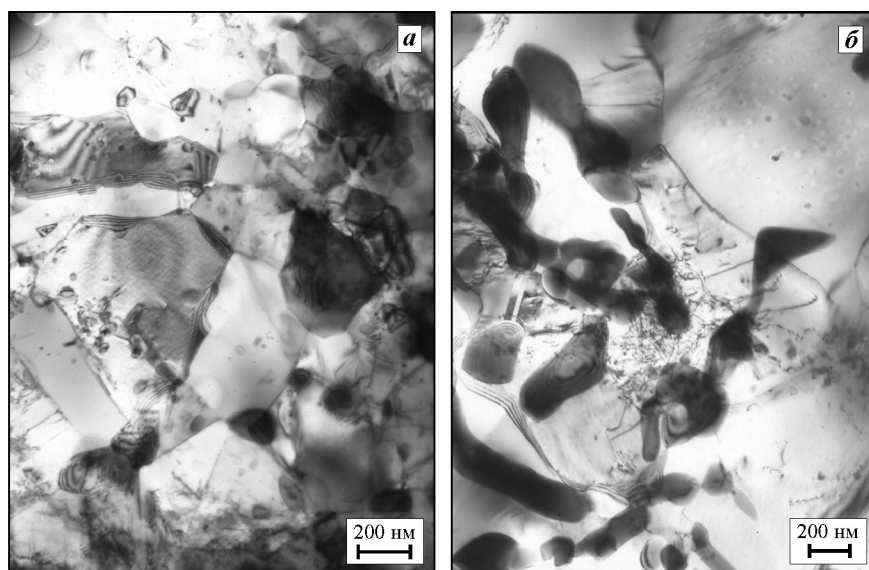


Рис. 3. СЭМ-микроструктура в поверхностном слое серийных лопаток из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным NiCrAlY-покрытием после облучения СИЭП ( $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 40$  мкс) и вакуумного отжига (1250 °С, 2 ч)

направленной кристаллизации и зонной плавке толщина расплавленной зоны ( $L_m$ ) составляет несколько десятков мм, а при облучении СИЭП диапазон  $L_m$  не превышает 20–25 мкм. Поэтому протекание перераспределения элементов при



**Рис. 4.** ПЭМ-микроструктура в поверхностном слое серийных лопаток из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным NiCrAlY-покрытием до (а) и после (б) облучения СИЭП ( $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 40$  мкс) и вакуумного отжига (1250 °С, 2 ч)

кристаллизации материала расплавленной электронным пучком зоны представляется вполне реальным и качественно может быть описано уравнением направленной кристаллизации [7–9].

Конечно, при кристаллизации гетерогенных многокомпонентных никелевых сплавов ситуация будет значительно сложнее. В принципе уравнения направленной кристаллизации [7–9] могут быть использованы только для оценочных расчетов, поскольку при их выводе линии ликвидуса и солидуса на равновесной диаграмме состояния «состав—свойство» аппроксимировались линейными функциями. Последнее справедливо только для левого угла диаграммы состояния «никель — примесный элемент», причем концентрация примеси не должна превышать нескольких десятых или даже сотых долей процента. В этой связи полученные на данном этапе исследования результаты носят скорее качественный, чем количественный характер.

Результаты, представленные в [7–9], позволяют сделать заключение о том, что оптимальные режимы облучения образцов и лопаток из жаропрочных никелевых сплавов с покрытиями NiCrAlY могут быть достигнуты при плотностях энергии  $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>, когда на поверхности отсутствует явление кратерообразования, сохраняется упрочняющая  $\gamma'$ -фаза, а в поверхностном

слое покрытия увеличивается содержание электронной  $\beta$ -фазы на основе NiAl. Кроме того, при реализации этого режима облучения снижается шероховатость поверхности от  $R_a = 2,01 \div 2,12$  до  $0,32 \div 0,61$  мкм, а распределение химических элементов по глубине и по поверхности становится однородным.

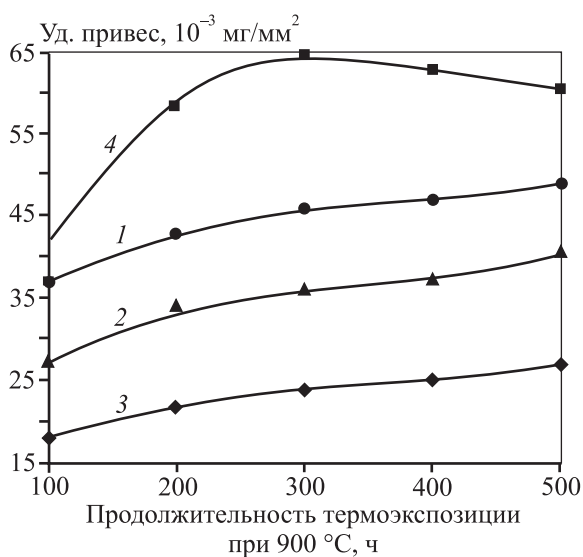
Обработка СИЭП позволяет частично, а в некоторых случаях и полностью, избавиться от основного недостатка вакуумно-плазменной технологии нанесения защитных покрытий, используемой в авиационной промышленности, — высокой неоднородности физико-химического состояния покрытия из-за нали-

чия капельной фракции в плазме. Присутствие капельной фракции в плазме в процессе осаждения также приводит к снижению адгезии покрытия и формированию относительно высокой пористости, что является основной причиной его деградации и преждевременного разрушения. Многократная перекристаллизация материала покрытия толщиной 15–20 мкм (см. рис. 2–4) обеспечивает получение почти безпористого поверхностного слоя (большие мезопоры в исходном покрытии не могут быть удалены с помощью обработки СИЭП), а формируемые в процессе плавления и кристаллизации термические напряжения могут приводить к отслаиванию покрытия, если система «подложка—покрытие» обладала до облучения низкой адгезией. Таким образом, обработка СИЭП может выступать и в качестве метода контроля качества адгезии покрытия к подложке (рис. 5).

Результаты усталостных испытаний показали, что при оптимальных режимах облучения ( $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 40$  мкс) и финишной термообработки (1250 °С, 2 ч) предел выносливости образцов и лопаток из сплава ЖС26НК с покрытием NiCrAlY не снижается по сравнению с деталями, полученными по серийной технологии, а в некоторых случаях может быть даже повышен на 10–20 % [7–9]. Более того, с точки зре-



**Рис. 5.** Внешний вид лопатки РД-33 из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным NiCrAlY-покрытием (СДП-2) после облучения СИЭП ( $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 40$  мкс)



**Рис. 6.** Кинетические кривые окисления ( $t = 900$  °C) образцов из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным покрытием NiCrAlY (СДП-2), подвергнутых электронно-лучевой обработке ( $w = 30 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 20 \div 40$  мкс) и вакуумному отжигу (1250 °C, 2 ч)  $w$ , Дж/см<sup>2</sup>: 1 – 30, 2 – 35, 3 – 42; 4 – исходное состояние

ния улучшения усталостных свойств это свидетельствует о высокой эффективности обработки СИЭП турбинных лопаток только после проведения финишного отжига. Вакуумный отжиг ( $P_{\text{ост}} < 10^{-5}$  мм рт. ст.) облученных СИЭП образцов и лопаток из жаропрочных никелевых сплавов приводит к улучшению усталостных свойств, если продолжительность термообработки составляет 2 ч, а температура термоэкспозиции достигает рабочей температуры 1250 °C.

Результаты испытаний на жаростойкость представлены на рис. 6. Полученные данные позволя-

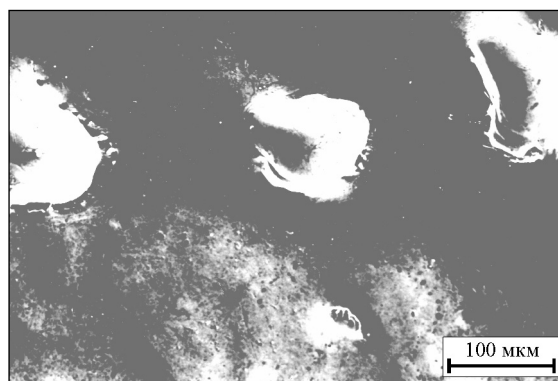
ют заключить, что электронно-лучевая обработка при  $w = 40 \div 42$  Дж/см<sup>2</sup> и финишная термообработка ( $t = 1250$  °C, 2 ч) обеспечивают повышение жаростойкости при 900 °C более чем в 3 раза.

В то же время облучение с низкими плотностями энергии и отсутствие отжига могут привести даже к снижению жаростойкости. Последнее связано с коррозионным растрескиванием, протекающим в покрытии при высокой температуре. Облучение при 40–42 Дж/см<sup>2</sup> и финишный отжиг способствуют образованию стабильной структуры с оптимальным содержанием  $\beta$ -NiAl-фазы [7–9].

### Изучение лопаток компрессора из стали ЭП866Ш

Некоторые результаты исследования влияния режимов облучения на перераспределение химических элементов в тонких поверхностных слоях лопаток компрессора из стали ЭП866Ш приведены в работах [9, 10]. Из полученных данных было сделано заключение о том, что перераспределение элементов при облучении с низкими плотностями энергии («режим плавления» —  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 20$  мкс) осуществляется, как и для лопаток из сплава ЖС26НК, в соответствии с величинами коэффициентов распределения примесей. Примесь с коэффициентом распределения  $K_0 < 1$  оттесняется фронтом кристаллизации к поверхности (хром, углерод, кислород), в то время как компоненты с  $K_0 > 1$  (молибден, вольфрам) должны концентрироваться в зоне границы раздела «перекристаллизованный материал — матричный сплав». Такие же элементы, как никель и кобальт, имеющие коэффициенты распределения, близкие к единице, распределяются достаточно однородно по толщине перекристаллизованного слоя.

Облучение мишеней СИЭП при повышенных плотностях энергии в импульсе ( $w > 24 \div 26$  Дж/см<sup>2</sup>) приводило, наряду с плавлением материала в поверхностном слое, к формированию на поверхности микронеоднородностей, имеющих форму кратеров (рис. 7). Были зафиксированы области перекристаллизованного материала с низкой шероховатостью ( $R_a \sim 0,1$  мкм), а также отдельные кратеры различной формы и глубины. Химический состав в поверхностных слоях таких перекристаллизованных областей, свободных от



**Рис. 7.** Поверхность образцов из стали ЭП866Ш после облучения на ускорителе «Геза-ММП»  
 $E = 115 \div 120$  кэВ;  $n = 3$  имп.;  $\tau = 20$  мкс;  $w = 32 \div 36$  Дж/см<sup>2</sup>

кратеров, существенно отличался от элементного состава, фиксируемого с поверхности аналогичных образцов, прошедших обработку «в режиме плавления» [9, 10].

Было показано, что с увеличением плотности энергии в импульсе наблюдалось интенсивное испарение легколетучего хрома. Таким образом, при облучении с плотностью энергии  $w > 24 \div 26$  Дж/см<sup>2</sup> («режим кратерообразования») в приповерхностных областях протекают два параллельно-последовательных процесса, лимитирующих перераспределение элементов: оттеснение примесных компонентов фронтом кристаллизации к поверхности в соответствии с величиной коэффициента распределения и ленгмюровское испарение в вакууме [6].

В этом случае зафиксированные экспериментальные результаты о массопереносе в тонких поверхностных слоях обусловлены:

- выходом на поверхность хрома и углерода и их интенсивным испарением (или сублимацией);
- оттеснением фронтом кристаллизации кислорода, молибдена и вольфрама в матричные слои.

Химический состав в кратерах, формируемых при сильноточном облучении, не может быть предсказан в рамках классических моделей перекристаллизации, что связано с различными механизмами образования этих микронеоднородностей. Результаты изучения химического состава поверхностных слоев образцов, обработанных СИЭП и подвергнутых диффузионному вакуумному отжигу при температуре эксплуатации 650 °С, показали [9, 10], что термообработка приводит к некоторому выравниванию концентраций элементов по глубине, причем их концентрационные профили становятся более однородными, что, скорее всего, объясняется интенсивно протекающими диффузионными процессами.

Анализируя результаты исследования влияния СИЭП-облучения и последующего отжига на химический состав приповерхностных слоев мишеней из стали ЭП866Ш, были сделаны следующие выводы [9, 10]:

- облучение при низких плотностях энергии («режим термообработки» —  $w < 20$  Дж/см<sup>2</sup>) малоэффективно, так как элементный состав поверхностных слоев при этом практически не меняется;
- облучение при  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup> («режим плавления») и диффузионный отжиг приводят к увеличению содержания хрома в поверхностных слоях лопаток, более однородному распределению элементов по глубине и очистке поверхности от примесей С и О. Это обеспечивает повышение основных служебных свойств деталей из стали ЭП866Ш, прежде всего сопротивления окислению и солевой коррозии, а также (в меньшей степени) усталостной прочности;
- при  $w > 24 \div 26$  Дж/см<sup>2</sup> («режим кратерообразования») возрастает вероятность фиксации неоднородных концентрационных профилей при ска-

**Таблица 1.** Влияние СИЭП-облучения на фазовый состав, остаточные напряжения, текстуру и параметр решетки материала поверхностного слоя лопаток и образцов из стали ЭП866Ш (SiK<sub>α</sub>-излучение с монохроматором)

Режим облучения		Фазовый состав (текстура)	Остаточные напряжения $\sigma$ , МПа	Параметр решетки $a$ , нм ( $\pm 0,0003$ )
$w$ , Дж/см <sup>2</sup>	$n$ , имп.			
—	—	$\alpha + Cr_{23}C_6$ (нет)	$-520 \pm 45$	0,2911
18–20	3	$\alpha + Cr_{23}C_6$ (310)	$+310 \pm 90$	0,2927
20–22	1	$\alpha + Cr_{23}C_6$ (нет)	$+250 \pm 40$	0,2925
34–36	1	$\alpha + Cr_{23}C_6$ (310)	$+670 \pm 120$	0,2929
34–36	5	$\alpha + \gamma + Cr_{23}C_6$ (200)	$+1080 \pm 140$	0,2933

Таблица 2. Влияние СИЭП-облучения на шероховатость поверхности лопаток и образцов из стали ЭП866Ш

Режим облучения		$R_a$ , мкм ( $\pm 0,01$ )
$w$ , Дж/см <sup>2</sup>	$n$ , имп.	
—	—	0,17–0,25
15	3	0,15–0,23
15	10	0,15–0,20
20	3	0,10–0,13
20	10	0,10–0,12
26	3	0,15–0,40
26	10	0,27–0,49
32	3	0,98–1,31
36	3	0,52–1,09

нировании электронного зонда по поверхности, что связано с возможностью формирования на ней микрократеров. Последнее крайне нежелательно, поскольку может привести к катастрофическому снижению рабочих характеристик изделий, эксплуатируемых при постоянных и знакопеременных нагрузках в агрессивных средах.

Наиболее важные результаты исследования влияния режимов облучения на фазовый состав и структуру поверхностных слоев лопаток представлены в [9, 10], табл. 1–3 и на рис. 8.

Анализ полученных данных показывает, что:

— в исходных образцах и лопатках поверхностные слои толщиной 20–40 мкм содержат  $\alpha$ -фа-

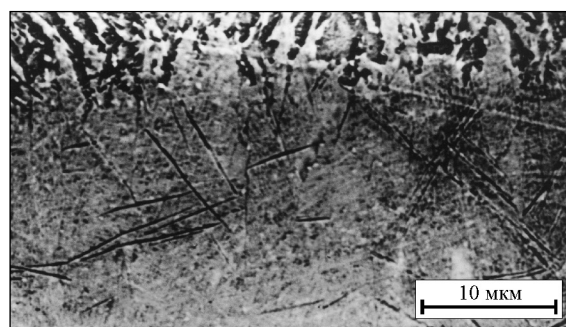


Рис. 8. Микроструктура материала в поверхностном слое лопаток из стали ЭП866Ш после СИЭП-облучения ( $w = 26 \div 28$  Дж/см<sup>2</sup>,  $n = 3$  имп.,  $\tau = 20$  мкс)

зу (феррит) и сложные карбиды  $(Cr, Me)_2C_6$ , большое количество микро-, мезо- и даже макропор, а также характеризуются более низкими, чем объемные слои, значениями микротвердости; при этом сформированные остаточные сжимающие напряжения достигают значений  $\sigma = -520 \pm 50$  МПа, а плотность дислокаций распределена неоднородно как по поверхности, так и по глубине и изменяется в достаточно широких пределах от  $10^9$  до  $10^{11}$  см<sup>-2</sup>;

— в облученных мишенях, за счет протекания процесса высокоскоростной перекристаллизации, формируется плохо травящийся поверхностный слой толщиной 20–30 мкм;

— фазовый состав в этом поверхностном слое, в зависимости от плотности вложенной энергии ( $w$ ) и числа импульсов ( $n$ ), а именно с их ростом,

Таблица 3. Влияние СИЭП-облучения на микротвердость ( $H_{\mu}$ ) и экзозлектронную эмиссию ( $I_{eee}$ ) поверхности лопаток из стали ЭП866Ш

№	Режим облучения		$H_{\mu}$ , ед. HV				$I_{eee}$ , имп./с	
			( $\pm 30$ )	( $\pm 25$ )	( $\pm 20$ )	( $\pm 20$ )	Кромка	Спинка
	$w$ , Дж/см <sup>2</sup>	$n$ , имп.	$P = 20$ Н	50 Н	100 Н	200 Н		
1	—	—	310	350	370	390	220 $\pm$ 30	150 $\pm$ 20
2	20–22	1	260	350	370	390	250 $\pm$ 30	280 $\pm$ 20
3	20–22	4	255	340	370	390	270 $\pm$ 20	280 $\pm$ 30
4	32–34	4	230	320	370	380	330 $\pm$ 60	370 $\pm$ 80
5	45–48	4	220	300	350	380	400 $\pm$ 70	420 $\pm$ 50
6*	20–22	4	280	300	330	340	100 $\pm$ 10	80 $\pm$ 10
7*	32–34	4	230	290	320	330	130 $\pm$ 10	120 $\pm$ 10
8	20–22	5	250	345	375	385	275 $\pm$ 15	270 $\pm$ 20
9	20–22	7	260	350	370	390	280 $\pm$ 20	290 $\pm$ 30

\* После СИЭП-обработки проводился стабилизирующий отжиг.

изменяется в направлении образования остаточного аустенита; кроме того, наблюдаются уширение и смещение рентгеновских линий в сторону малых углов, а также перераспределение интенсивности различных линий, что свидетельствует об увеличении в поверхностном слое плотности дислокаций, формировании остаточных растягивающих напряжений и текстурообразовании;

— после облучения в приповерхностных областях отмечено значительное уменьшение концентрации карбидной фазы, а параметр решетки  $\alpha$ -фазы существенно возрастает, что особенно проявляется в образцах, облученных с высокими плотностями энергии несколькими импульсами;

— обработка поверхности мишеней электронным пучком при  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup> приводит к созданию в поверхностном слое толщиной более 30 мкм развитой дислокационной структуры с большим количеством дислокаций винтовой ориентации, дислокационных переплетений и мелких дислокационных петель, причем дислокационная структура в приповерхностных областях облученных мишеней, в отличие от необработанных пучком образцов, имеет ячеистый или предъячеистый тип, что обычно наблюдается при воздействии импульсного лазерного излучения на стали ферритного класса;

— облучение с низкими значениями плотности энергии в режиме плавления обеспечивает выглаживание поверхности, снижая исходную шероховатость образцов от  $R_a = 0,25 \div 0,28$  мкм до  $R_a = 0,10 \div 0,12$  мкм;

— облучение с высокими плотностями энергии  $w \geq 24 \div 26$  Дж/см<sup>2</sup> сопровождается формированием поверхностных неоднородностей в форме кратеров диаметром 1—100 мкм и глубиной 0,1—10 мкм, волнообразного микрорельефа поверхности и микротрещин или даже сетки микротрещин с узлами в отдельных кратерах, что может вызывать увеличение шероховатости поверхности до  $R_a = 0,85 \div 1,15$  мкм;

— уровень остаточных растягивающих напряжений в облученных образцах с ростом  $w$  от 20—22 до 34—36 Дж/см<sup>2</sup> увеличивается от  $+250 \pm \pm 40$  МПа до  $+1080 \pm 140$  МПа (последнее значение превышает предел прочности материала, что свидетельствует о неприменимости модели плосконапряженного состояния к модифицированным

импульсным электронным пучком мишеням из стали ЭП866Ш);

— зависимости микротвердости ( $H_{\mu}$ ) и интенсивности экзоэлектронной эмиссии ( $I_{\text{ее}}$ ) от плотности энергии в импульсе антибатны: с увеличением значений  $w$  микротвердость уменьшается, что обусловлено формированием остаточных растягивающих напряжений и растворением карбидов, а интенсивность экзоэлектронной эмиссии возрастает, подтверждая вывод о высокой чувствительности метода экзоэлектронной эмиссии к процессам фазообразования и дефектообразования.

Полученные на этом этапе данные структурных исследований хорошо согласуются с результатами изучения химического состава мишеней из стали ЭП866Ш, облученных СИЭП, дополняя их и обеспечивая возможность рассмотрения полной картины процессов, протекающих в поверхностном слое при воздействии СИЭП. При низких плотностях энергии  $w < 16 \div 18$  Дж/см<sup>2</sup> за время действия импульса от 20 до 30 мкс происходит быстрый нагрев материала поверхностного слоя толщиной, сравнимой с глубиной проникновения электронов (проективный пробег, величина которого для энергии электронов 115—120 кэВ достигает в сталях 15—20 мкм), до температур ниже температуры плавления с последующим высокоскоростным охлаждением за счет теплопроводности («режим термообработки»). В этом случае скорость охлаждения для сталей, согласно результатам расчетов, достигает  $10^7$ — $10^8$  К/с. Электронно-лучевая обработка при таких режимах может приводить к отжигу дефектов, снятию остаточных напряжений, очистке поверхности от органических загрязнений, разложению карбидных или интерметаллидных упрочняющих фазовых конгломератов с последующим их образованием уже на стадии охлаждения и, наконец, к формированию неравновесных структур, характерных для процессов высокоскоростной закалки. Поскольку в поверхностном слое облученных образцов и лопаток возникают остаточные растягивающие напряжения, что может привести к снижению эксплуатационных свойств мишеней, особенно усталостной прочности и сопротивления пылевой эрозии, необходимо осуществить финишную термообработку в вакууме



Таблица 4. Влияние СИЭП-облучения и финишной термообработки на фазовый состав, остаточные напряжения, текстуру и параметр решетки материала поверхностного слоя лопаток и образцов из стали ЭП866Ш (СиК<sub>α</sub>-излучение с монохроматором)

Режим облучения		Фазовый состав (текстура)	Остаточные напряжения σ, МПа	Параметр решетки a, нм (±0,0003)
w, Дж/см <sup>2</sup>	n, имп.			
—	—	α + Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (нет)	-220±15	0,2911
18–20*	3	α + Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (нет)	-50±20	0,2892
20–22*	1	α + Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (нет)	-70±10	0,2901
34–36*	1	α + Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (нет)	+250±90	0,2914
34–36*	5	α + Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (нет)	+570±110	0,2929

\*После СИЭП-обработки проводился стабилизирующий обжиг.

при температурах, близких к температуре второго отпуска исходных заготовок. Такая термообработка, кроме снятия остаточных напряжений, должна стабилизировать структуру материала в поверхностном слое и привести к упрочнению за счет завершения процесса формирования и коагуляции карбидов. С этой целью от образцов и лопаток, подвергнутых облучению, на электроэрозионном станке отрезались образцы-свидетели, которые отжигались в вакуумной печи ULVAK при температуре 650±30 °С в течение 2–6 ч. После завершения отжига весь цикл исследований повторялся для получения информации о завершении релаксационных процессов. Некоторые результаты исследования физико-химического состояния материала поверхностных слоев образцов и лопаток, прошедших электронно-лучевую обработку и стабилизирующий отжиг (отмечено звездочкой), представлены в табл. 4.

Из данных табл. 4 видно, что в процессе отжига в облученных при невысоких плотностях энергии мишенях интенсивно протекают релаксационные процессы отжига дефектов, карбидообразования и снятия остаточных растягивающих напряжений. Кроме того, для таких образцов характерно резкое снижение параметра решетки, что должно привести к упрочнению материала на нанометровом уровне.

Некоторые результаты усталостных испытаний модельных образцов и лопаток компрессора из стали ЭП866Ш приведены в работах [8, 9]. Эти данные, как и опубликованные ранее и посвященные влиянию режимов ионно-лучевой обработки на усталостные свойства металлических деталей, свидетельствуют, с точки зрения повы-

шения их усталостной прочности, о достаточно высокой эффективности электронно-лучевой обработки только после проведения вакуумного отжига [6, 7]. Видно (табл. 5), что вне зависимости от режимов облучения СИЭП-обработка приводит к снижению усталостной прочности жаропрочной стали ЭП866Ш при повышенных температурах. Исходя только из полученных результатов высокочастотных усталостных испытаний можно сделать заключение о том, что эффективность

Таблица 5. Результаты высокочастотных испытаний при t = 600 °С на воздухе образцов (s) и лопаток (b) из стали ЭП866Ш после электронно-лучевой и термической (650 °С) обработок

№	Режим облучения		Мишени	Продолжительность отжига, ч	Усталостная прочность σ <sub>-1</sub> , МПа
	w, Дж/см <sup>2</sup>	n, имп.			
1	—	—	—	—	328±12
2	20–22	5	s	—	310±10
3	20–22	5	s	6	350±10
4	26–28	5	s	—	295±15
5	26–28	5	s	6	325±10
6	32–36	5	s	—	280±10
7	32–36	5	s	6	305±15
8	—	—	b	—	380±10
9	20–22	4	b	2	390±20
10	20–22	4	b	4	405±10
11	20–22	4	b	6	420±10
12	26–28	1	b	6	290±30
13	26–28	2	b	6	250±30
14	26–28	3	b	6	230±40

электронно-лучевой обработки, с позиций повышения предела выносливости, значительно ниже, чем ионно-лучевой обработки. Наибольший положительный эффект проявляется при облучении с небольшими плотностями энергии  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup> и последующем отжиге при  $t = 650$  °С в течение 6 ч, когда в поверхностном слое после высокоскоростной кристаллизации завершается процесс формирования и коагуляции карбидов.

Сравнительные коррозионные испытания серийных и обработанных электронными пучками лопаток на жаростойкость проводили при их выдержке при рабочей температуре 600 °С на воздухе в течение 100–500 ч. Для количественной оценки этого эксплуатационного свойства использовали методики регистрации толщины ( $h_0$ ) окисленного поверхностного слоя и определения удельного изменения массы объектов испытаний. При реализации первой методики из прошедших испытания лопаток вырезали образцы размером 15×7 мм по возможности с наиболее плоской поверхностью, которая была пригодна для изготовления малоуглового косоугольного шлифа. Поверхности приготовленных косых шлифов травилась ионами аргона в камере Оже-спектрометра в течение 30 мин, после чего выполнялся количественный Оже-анализ при регистрации Оже-спектров от точки к точке с шагом 10 мкм. В результате фиксировались не только толщины окисленных поверхностных слоев, но и концентрационные профили всех легирующих компонентов анализируемых материалов и, в частности, максимальные концентрации кислорода в поверхностных слоях. Во втором случае были определены удельные изменения массы исходных и облученных лопаток.

Некоторые результаты проведенных испытаний лопаток компрессора, представленные на рис. 9 и в табл. 6, свидетельствуют о возможности с помощью электронно-лучевой обработки увеличить сопротивление окислению лопаток из стали ЭП866Ш более чем в 2 раза. Анализ данных табл. 6 показывает, что с точки зрения повышения жаростойкости оптимальной плотностью энергии является величина  $w = 20 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup>, когда количество формируемых кратеров невелико или они отсутствуют. Оптимальное же число импульсов по результатам коррозионных испытаний устано-

Таблица 6. Результаты испытаний на жаростойкость лопаток из стали ЭП866Ш до и после СИЭП-обработки ( $E = 115 \div 120$  кэВ;  $\tau = 30$  мкс)

Условия испытаний		Режим облучения		Толщина окисленного слоя $h_0$ , мкм
Время, ч	Температура экспозиции, °С	$w$ , Дж/см <sup>2</sup>	$n$ , имп.	
500	600	—	—	45±5
500	600	20–22	5	15±4
500	600	26–28	5	50±5
500	600	32–36	5	55±5
500	600	50–52	5	50±5
500	600	20–22	1	18±4

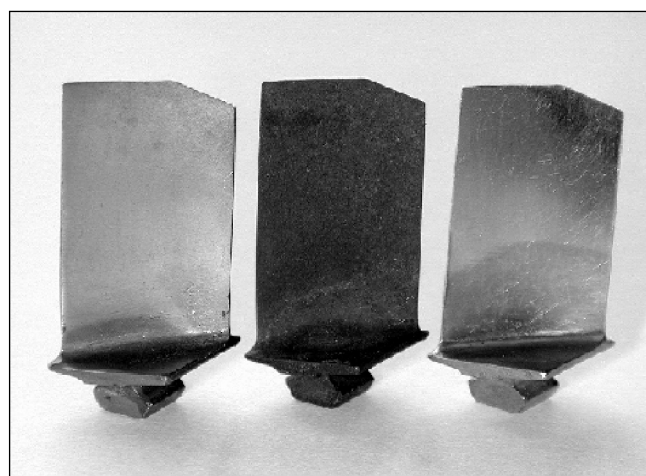


Рис. 9. Внешний вид лопаток из стали ЭП866Ш, прошедших коррозионные испытания в морской воде в условиях термоциклирования

В середине – необлученная лопатка; слева – подвергнутая СИЭП-обработке с  $w = 18 \div 22$  Дж/см<sup>2</sup>,  $n = 5$  имп.; справа –  $w = 23 \div 24$  Дж/см<sup>2</sup>,  $n = 5$  имп.

вить не удалось, однако, учитывая данные, полученные при изучении структуры поверхностных слоев лопаток, подвергнутых электронно-лучевой обработке, можно сделать заключение о том, что это число определяется завершением процесса стабилизации физико-химического состояния в приповерхностных областях толщиной 20–25 мкм, т.е. при  $n > 4$  имп. Причинами улучшения жаростойкости изделий, обработанных СИЭП, согласно результатам исследования физико-химического состояния поверхностных слоев лопаток до и после облучения и отжига, являются: снижение шероховатости поверхности, формирование защитной пленки на основе оксида хрома, уменьшение параметров решетки и структурная

стабилизация материала в поверхностном слое. С другой стороны, образование кратеров и сетки поверхностных трещин, увеличение содержания дефектов в приповерхностных областях и разложение упрочняющих фаз приводят к заметному снижению жаростойкости. Отсюда вытекают очень жесткие требования к технологическим ускорителям с позиций однородности распределения плотности энергии по сечению пучка и от импульса к импульсу — неоднородность не должна превышать 10 %. Только при достижении такого уровня стабильности работы оборудования можно надеяться на стабильные результаты испытаний, а значит, и надежную эксплуатацию всего изделия.

## Заключение

Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для контроля адгезии покрытий к подложке и для модифицирования поверхности лопаток турбины из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойкими покрытиями.

Установлено, что при облучении в поверхностных слоях лопаток протекают процессы: плавления, перераспределения элементов, кратерообразования, абляции, высокоскоростной кристаллизации из расплава, изменения фазового состава и дислокационной структуры, повышения плотности дислокаций, изменения размеров зерен, формирования остаточных растягивающих или сжимающих напряжений и др.

Показано, что с применением сильноточных импульсных пучков удается повысить усталостную прочность лопаток на 10—30 %, жаростойкость — в 2—3 раза, сопротивление солевой коррозии — до 6 раз.

*Работа выполнена по заданию Минобрнауки РФ.*

## Литература

1. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988.
2. Пайкин А.Г., Львов А.Ф., Шулов В.А. и др. // Пробл. машиностроения и автоматизации. 2003. № 3. С. 41.
3. Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф. и др. // Двигатель. 2006. № 1. С. 6.
4. Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф. и др. // Там же. № 2. С. 8.
5. Шулов В.А., Громов А.Н., Быценко О.А. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 2014. № 1. С. 12.
6. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (Сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001.
7. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Крайников А.В. и др. // Упр. технологии и покрытия. 2009. № 2. С. 37.
8. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Быценко О.А. и др. // Там же. 2010. № 9. С. 22.
9. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Новиков А.С. и др. Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения / Под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. М.: Артек, 2012.
10. Шулов В.А., Новиков А.С., Теряев Д.А. и др. // Упр. технологии и покрытия. 2012. № 10. С. 25.